

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-025743

**(43)Date of publication of application : 01.02.1994**

(51)Int.Cl.

G21D 8/02  
// G22C 38/00  
G22C 38/14

(21)Application number : **04-183722**

(71)Applicant : **NIPPON STEEL CORP**

(22)Date of filing : 10.07.1992

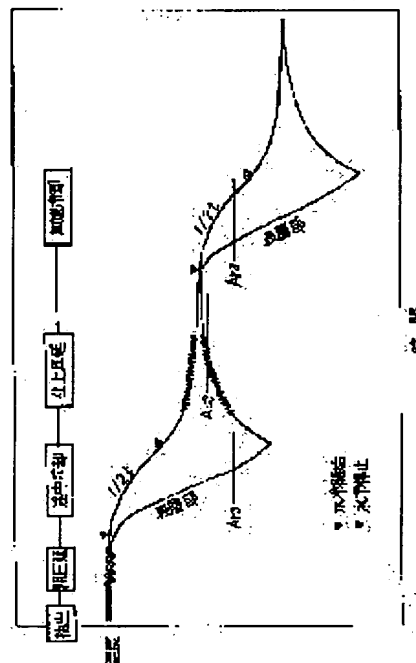
(72)Inventor : KOJIMA AKIHIKO  
TERADA YOSHIO  
TAMEMIRO HIROSHI

**(54) MANUFACTURE OF SOUR RESISTANT STEEL SHEET HAVING EXCELLENT LOW TEMPERATURE TOUGHNESS**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To obtain a sour resistant steel sheet having excellent low temp. toughness by specifying the componental compsn. of steel, heating and rolling conditions characterized by cooling in the process of rolling and cooling conditions immediately after the rolling.

**CONSTITUTION:** The steel contg., as fundamental components, by weight,  $\leq 0.12\%$  C,  $\leq 0.6\%$  Si, 0.6 to 1.5% Mn,  $\leq 0.015\%$  P, each 0.01 to 0.10% Al and Nb, 0.005 to 0.030% Ti and 0.1 to 0.5% Mo and contg.  $\leq 0.003\%$  S,  $\leq 0.005\%$  O and  $\leq 0.006\%$  Ca as well as contg. components satisfying formula I  $0.7 \leq \text{ICP} \leq 1.5$  and formula II,  $\text{ICP} = [\text{Ca}]/1.25[\text{S}] + 0.625[\text{O}]$ , and the balance iron is used. This steel is cast, and after that, it is not formed into a cold slab or is formed into a cold slab and is heated to 1000 to 1250° C. After its extraction, rolling is started and is once stopped at  $\geq 900^\circ$  C surface temp., and it is cooled to  $\leq 700^\circ$  C surface temp. at 5 to 40° C/sec cooling rate. Next, it is allowed to stand till the surface temp. reaches Ac3 or below and the temp. of the central part of the sheet thickness reaches  $\geq 950^\circ$  C and is rolled down so as to regulate the cumulative draft to  $\geq 60\%$  and the average rolling true strain per pass to  $\leq 0.2$ , and the rolling is finished when the average temp. of the sheet thickness reaches Ar3 or above. Immediately, it is cooled till the average temp. of the sheet thickness reaches 350 to 550° C at 5 to 40° C/sec cooling rate and is air-cooled.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

**[Date of final disposal for application]**

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-25743

(43)公開日 平成6年(1994)2月1日

(51)Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	庁内整理番号	FI	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02	C	7412-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 1	F		
38/14				

審査請求 未請求 請求項の数1(全11頁)

(21)出願番号 特願平4-183722

(22)出願日 平成4年(1992)7月10日

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 児島 明彦

君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72)発明者 寺田 好男

君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

(72)発明者 為広 博

君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内

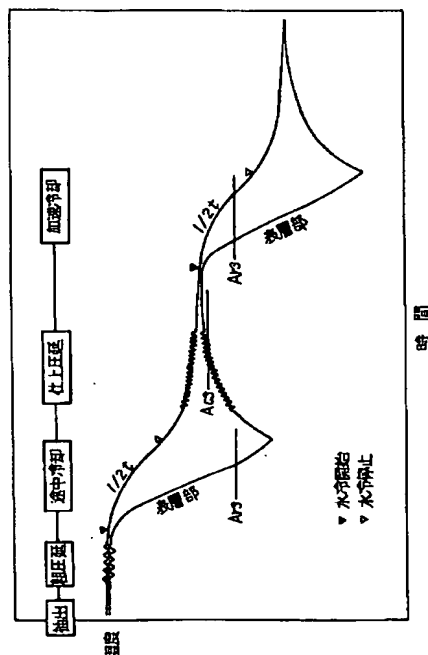
(74)代理人 弁理士 茶野木 立夫 (外1名)

(54)【発明の名称】 優れた低温靱性を有する耐サワー鋼板の製造方法

(57)【要約】 (修正有)

【目的】 優れた低温靱性を有する耐サワー鋼板の製造方法を提供する。

【構成】 重量%でC:0.12%以下、Si:0.6%以下、Mn:0.6~1.5%、P:0.015%以下、Al:0.01~0.10%、Ti:0.005~0.030%、Nb:0.01~0.10%、Mo:0.1~0.5%、S:0.003%以下、O:0.005%以下、Ca:0.006%以下で残部がFe及び不可避の不純物よりなる鋼を铸造後熱間圧延し、表面温度が900℃以上で圧延を中断し、5~40℃/秒の冷却速度で表面温度700℃以下まで冷却し、表面温度Ac<sub>1</sub>以下、板厚中心部950℃以下まで放置後、累積圧下率が60%以上でかつ平均の1パスあたりの圧延真歪が0.2以下となる圧下を加え、板厚平均温度がAr<sub>1</sub>以上で圧延を終了し、直ちに5~40℃/秒の冷却速度で350~550℃まで冷却し、その後空冷する。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で

C : 0.12%以下、

Si : 0.6%以下、

Mn : 0.6~1.5%、

P : 0.015%以下、

Al : 0.01~0.10%、

Ti : 0.005~0.030%、

 $0.7 \leq \text{ICP} \leq 1.5$  $\text{ICP} = [\text{Ca}] / 1.25 [\text{S}] + 0.625 [\text{O}]$  ..... (1)

を満足する成分を含有し、

残部がFe及び不可避免的不純物よりなる鋼を製造後冷片にすることなく、あるいは冷片を1000~1250℃の温度に加熱し、抽出後圧延を開始して表面温度が900℃以上で圧延を一旦中断し、引続き5~40℃/秒の冷却速度で表面温度が700℃以下になるまで冷却した後、表面温度がAc<sub>1</sub>以下、板厚中心部温度が950℃以下になるまで放置し、しかる後に累積圧下率が60%以上でかつ平均の1パスあたりの圧延真歪が0.2以下となる圧下を加え、板厚平均温度がAr<sub>1</sub>以上で圧延を終了し、直ちに5~40℃/秒の冷却速度で板厚平均温度が350~550℃となるまで冷却し、その後空冷することを特徴とする低温靱性に優れた耐サワー鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は優れた低温靱性を有する耐サワー鋼板の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、パイプラインの敷設が大規模に行なわれているが、このようなパイプラインにおいて腐食による材料の劣化が問題となっている。特に石油や天然ガスのパイプライン輸送において、原油や天然ガスに硫化水素（以後H<sub>2</sub>Sと言う）や二酸化炭素（以後CO<sub>2</sub>と言う）を含む場合が多く、これらのH<sub>2</sub>S、CO<sub>2</sub>は水と共存し腐食作用により発生した原子状の水素が鋼中に侵入して起る破壊が問題となっている。

【0003】この腐食作用により発生した原子状の水素が鋼中に侵入して起る破壊には、板面に平行な割れである水素誘起割れ（以後HICと言う）と板面に垂直な割れである硫化物応力腐食割れ（以後SSCと言う）とがある。

【0004】HICの発生機構は、サワー環境下で起る鋼材表面の鉄の腐食によって生じた原子状の水素が鋼中に侵入し、鋼材中のMnSや酸化物系のクラスターのような層状の広がりをもつ介在物のまわりに集積して起るものである。

【0005】しかもかかる層状の介在物はしばしば偏析帯の中に存在するために、介在物を起点に発生したHICが偏析帯によって助長されることが知られており、一

2

\*Nb: 0.01~0.10%、

Mo: 0.1~0.5%

を基本成分としてS、O、Caの含有量が

S : 0.003%以下、

O : 0.005%以下、

Ca : 0.006%以下

であって、かつ次式(1)、(2)

\*

 $0.7 \leq \text{ICP} \leq 1.5$  ..... (1) $\text{ICP} = [\text{Ca}] / 1.25 [\text{S}] + 0.625 [\text{O}]$  ..... (2)

般にHICの発生は中心偏析部に多い。

【0006】一方、SSCは特に高強度側で起る現象であり、更に、ラインパイプ等の製造、敷設に際しては溶接施工が必須となるから、これらの用途に供される鋼の溶接部の硬度は高くなり、パイプラインの操業化及び残留応力と鋼中の原子状の水素によりSSCが発生することが知られている。

【0007】従来、耐サワー用鋼板の製造方法として、例えば特開昭63-1369号公報のようにS含有量を極端に下げると共にCa添加によりMnSの形態制御処理を実施し、Mo、Ti添加した鋼片を加熱し、オーステナイト粒の再結晶域の圧延に加えて、900℃以下の未再結晶域で60~80%の圧下を加え、Ar<sub>1</sub>変態点以上で圧延を終了した後、直ちに比較的速い冷却速度20超~40℃/secで冷却し、350℃以上550℃未満の温度で水冷停止し、その後放冷する技術がある。

【0008】この方法に従えば冷却後の組織は微細なベイナイトあるいは微細なフェライト-ベイナイトの混合組織となり板厚方向の硬度は一定となり、また中心偏析部のミクロ組織も改善され、耐HIC、耐SSC性は非常に改善される。

【0009】一方、厚鋼板の低温靱性を向上させる加工方法としては、特公昭49-7291号公報、特公昭57-21007号公報、特公昭59-14535号公報等があり、オーステナイトの未再結晶温度域において制御圧延を行ない、引き続いて加速冷却を行なうことが有効とされてきた。

【0010】しかしこの方法では板厚が厚くなった場合に板厚中心部まで十分に圧下の効果がゆきわたらず、圧下による靱性の向上効果は飽和してしまう。

【0011】耐サワー用鋼板の場合、耐サワー性の観点から圧延終了温度がAr<sub>1</sub>以上に制限されるために低温靱性に不利な高温圧延が強いられる。しかも、耐サワー用厚手材においては高温圧延に加えて、圧下による靱性の向上効果も飽和してしまうために、低温靱性に優れた耐サワー用厚手鋼板を製造することは極めて困難であった。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】本発明は鋼の成分に特別な条件を設けると共に圧延途中冷却を特徴とする加熱

圧延条件及び圧延直後の冷却条件を制御することにより、湿潤な硫化水素環境（以後サワー環境と言う）、とくに高濃度の硫化水素あるいはさらに二酸化炭素を含む湿潤環境下における優れた耐水素誘起割れ性及び耐硫化物応力腐食割れ性と優れた低温靱性を有する耐サワー鋼板の製造方法を提供するものである。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明の要旨は、重量%\*

$$0.7 \leq \text{ICP} \leq 1.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{ICP} = [\text{Ca}] / 1.25 [\text{S}] + 0.625 [\text{O}] \quad \dots\dots\dots (2)$$

を満足する成分を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物よりなる鋼を製造後冷片にすることなく、あるいは冷片を1000～1250℃の温度に加熱し、抽出後圧延を開始して表面温度が900℃以上で圧延を一旦中断し、引き続き5～40℃/秒の冷却速度で表面温度が700℃以下になるまで冷却した後、表面温度がAc、以下、板厚中心部温度が950℃以下になるまで放置し、しかる後に累積圧下率が60%以上でかつ平均の1パスあたりの圧延真歪が0.2以下となる圧下を加え、板厚平均温度がAr、以上で圧延を終了し、直ちに5～40℃/秒の冷却速度で板厚平均温度が350～550℃となるまで冷却し、その後空冷することを特徴とする低温靱性に優れた耐サワー鋼板の製造方法である。

【0014】以下、本発明について詳細に説明する。まず、Ar、以上の高温圧延において厚手材の低温靱性の向上を図る技術思想について述べる。

【0015】一般に高温からの冷却による降温過程で生じる変態温度域と、低温からの加熱による昇温過程で生じる変態温度域との間には100℃から200℃程度の温度差があり、昇温過程で生じる変態温度域の方が高い。

【0016】そのため本発明の場合のように図1に示すごとく厚鋼板を適切な温度域まで一度冷却した後復熱させる過程においては、板厚表層部は昇温中にフェライトからオーステナイトへ変態し、板厚中心部はいまだにフェライト変態が開始せずに、オーステナイト相の状態である。

【0017】そのため復熱がある程度進行して両者の温度差が小さくなった時点でも、板厚表層部ではフェライト主体の金属組織を有し、板厚中心部ではオーステナイト主体の金属組織を有するため、両者の間には大きな変形抵抗差が生じ、板厚表層部の変形抵抗の方が極めて大きい。

【0018】これは図2に示すように、フェライト主体の金属組織とオーステナイト主体の金属組織とではその応力-歪関係が異なり、圧延真歪で0.2以下の範囲ではフェライト主体の金属組織の方が同じ歪を与えた場合の変形抵抗が大きいのである。

【0019】本発明ではこの板厚方向の変形抵抗差を利用した板厚中心部の強圧下により、高温圧延における厚

\*でC:0.12%以下、Si:0.6%以下、Mn:0.6～1.5%、P:0.015%以下、Al:0.01～0.10%、Ti:0.005～0.030%、Nb:0.01～0.10%、Mo:0.1～0.5%を基本成分としてS、O、Caの含有量がS:0.003%以下、O:0.005%以下、Ca:0.006%以下であって、かつ次式(1)、(2)

手材の低温靱性の向上を図る。

【0020】次に加熱、圧延、冷却条件について説明する。本発明においては製造後冷片にすることなく鋼片を直接圧延してもよいし、また製造後冷片としたものを再加熱して用いてもよい。加熱温度は1000～1250℃の範囲である。

【0021】これは母材の強度、低温靱性を確保するために必要である。加熱温度が1000℃未満になると、Nb、V、Ti等の固溶が不十分となり、良好な強度、低温靱性が確保できない。しかし再加熱温度が1250℃超になると、オーステナイト(γ)粒が粗大化、圧延後の結晶粒も大きくなって低温靱性が劣化する。したがって適切な再加熱温度は1000～1250℃である。

【0022】加熱後、圧延を行ない表面温度が900℃以上で圧延を一旦中断し、5～40℃/秒の冷却速度で表面温度が700℃以下まで冷却する必要がある。

【0023】粗圧延を必要とするのは、オーステナイト再結晶温度域での圧延によって、組織の細粒化、均一化を図るためである。

【0024】スラブの表面温度が900℃未満から冷却すると、鋼板中心部の温度も低下するために、圧延終了時に板厚平均温度をAr、以上に確保するのが困難となる。冷却により到達する温度域を表面温度で700℃以下とした理由は、700℃を超える温度では板厚中心部の温度が復熱過程で未再結晶温度域まで下がらないためである。

【0025】冷却速度が小さ過ぎると板厚表層部でαへ変態する部分の割合が小さくなり過ぎて、板厚中心部を強圧下できなくなるため、冷却速度の下限は5℃/秒とした。冷却速度が大き過ぎると板厚平均温度が低下し過ぎて、圧延終了時に板厚平均温度をAr、以上に確保できなくなるため、上限を40℃/秒とした。

【0026】冷却後、表面温度がAc、以下、板厚中心部温度が950℃以下の温度域になるまで放置し、その後累積圧下率が60%以上でかつ平均の1パスあたりの圧延真歪が0.2以下となるような圧下を加えなければならぬ。

【0027】冷却後の圧延開始時の表面温度がAc、以下である理由は、Ac、を超えてしまうと板厚表層部のαがγへ逆変態してしまい、本発明の基本思想であるα

20

30

40

50

と $\gamma$ の変形抵抗差の利用が不可能となるからである。

【0028】また冷却終了後板厚中心部の温度が950℃以下の温度域に低下するまで放置する理由は、板厚中心部の温度をオーステナイトの未再結晶温度域に低下させた後圧下を加えるためである。

【0029】冷却後の圧延の累積圧下率を60%以上とする理由は、60%未満では板厚表層部( $\alpha$ )と板厚中心部( $\gamma$ )の変形抵抗差による強圧下の効果は小さく、板厚中心部へ導入される加工歪量が少ないためである。

【0030】また平均の1パスあたりの圧延真歪を0.2以下に制限した理由は、圧延真歪が0.2超となると板厚中心部と板厚表層部の変形抵抗の大きさが逆転してしまうためであり、これについては図2に示したとおりである。

【0031】冷却後の圧延は板厚平均温度が $A_r$ 以上で終了し、その後直ちに5~40℃/秒の冷却速度で板厚平均温度が350~550℃となるまで加速冷却し、その後空冷する。

【0032】板厚平均の圧延終了温度を $A_r$ 以上とする理由は、 $A_r$ 未満では①MnS系介在物が残存した場合に延伸しやすい、②Mn等の偏析により周囲よりも $A_r$ が低下している中心偏析部へ、その周囲の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴うCの濃縮が起り中心偏析部に硬化組織が形成される等により耐サワー性を劣化させるからである。

【0033】圧延終了後の加速冷却及び空冷は、耐サワー性と良好な強度、韌性を確保するために行なう。加速冷却において、5℃/秒以下の冷却速度あるいは550℃を超える冷却停止温度では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴う中心偏析部へのC濃縮やパーライトの生成により硬化組織が形成されるために耐サワー性が劣化する。

【0034】40℃/秒以上の冷却速度あるいは350℃未満の冷却停止温度では焼きの入りが大きくマルテンサイト等の硬化組織が形成されるために耐サワー性が劣化する。加速冷却後の空冷では焼戻し処理と同等の効果が得られ、良好な強度、韌性を確保できる。

【0035】次に各成分の限定理由について説明する。Cの上限を0.12%としたのは母材及び溶接部の強度確保のためであるが、0.12%を超えると制御冷却した場合島状マルテンサイトが生成し、延韌性に悪影響を及ぼすばかりでなく、内質、溶接性及びHAZ韌性も劣化させるため上限を0.12%とした。なお、Cは0.03%未満であれば中心偏析部を非常に改善することから0.03%未満が好ましい。

【0036】Siは脱酸上鋼に必然的に含まれる元素であるが、溶接性及びHAZ部韌性を劣化させるため上限を0.6%とした(鋼の脱酸はAlだけでも可能であり好ましくは0.2%以下が望ましい)。

【0037】Mnは強度、韌性を同時に向上せしめる極めて重要な元素である。Mnが0.6%未満では低Cであるため強度が確保できず、韌性改善効果も少ないため

下限を0.6%とした。

【0038】しかしMnが多過ぎて焼入性が増加すると、マルテンサイトが多量に生成し易くなると共に、中心偏析が著しくなり、HIC伝播停止能力が低下する。また、母材及びHAZの韌性を劣化させるため、その上限を1.5%とした。

【0039】Pについては、中心偏析を助長する元素であるから上限を0.015%以下とした。

【0040】Alは脱酸上この種のキルド鋼に必然的に含有される元素であるが、Al0.01%未満では脱酸が不十分となり、母材韌性が劣化するため下限を0.01%とした。

【0041】一方Alが0.10%を超えるとクラスター状の酸化物系介在物が増加し、HICに悪影響を及ぼすと共に、HAZ韌性が劣化するため上限を0.10%にした。

【0042】Tiは添加量が少ない範囲(Ti0.005~0.030%)では微細なTiNを形成し、圧延組織及びHAZの細粒化、つまり韌性向上に効果的である。またTi、Caの相乗効果によりHICの発生原因であるMnSを球状化する効果もある。

【0043】したがってTi添加量の下限は材質上の効果が発揮される最少量であり、上限は微細なTiNが鋼片中に通常の製造法で得られ、またTiCによる韌性劣化が起きない条件から0.030%とした。

【0044】Nbは圧延組織の細粒化、焼入性の向上と析出硬化のため含有させるもので強度、韌性を共に向上させる重要な元素であり、0.01%以下では実質的に効果がないため、下限を0.01%とした。

【0045】制御冷却材では0.10%を超えて添加しても材質上効果なく、また溶接性及びHAZ韌性に有害であるため上限を0.10%に限定した。

【0046】Moについては低pH環境においてHICに有効な元素であり0.1%以下ではこの効果は小さいため下限を0.1%とした。また0.5%超ではこの効果が薄く、かつコストアップになるため上限を0.5%とした。

【0047】本発明鋼において不純物であるSを0.003%以下、Oを0.005%以下、Caを0.006%以下に限定し、更にこの3成分の関係が $0.7 \leq [Ca]/1.25[S] + 0.625[O] \leq 1.5$ の条件を満足するように規定した。

【0048】この主たる理由は、HICの発生主因であるMnSの球状化と主に低pH域でHICの起点となるクラスター状の酸化物系介在物の減少にある。

【0049】この対策として鋼中のS量、即ち、MnSの絶対量を減少させ、更にCa添加によりMnSを形態制御すると共に、O量即ちAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の絶対量を減少させ、Ca添加によりクラスター状の酸化物であるAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を還元させ、球状のCaO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>に転化させ

10

20

30

40

50

る。

【0050】このための条件を鋭意検討した結果、本発明者らは、Sを0.003%以下と少なくした上で、 $[\text{Ca}]/1.25[\text{S}]+0.625[\text{O}]$ を0.7以上にすることにより、伸長介在物MnSを極端に減少させることが可能である。同様に $[\text{Ca}]/1.25[\text{S}]+0.625[\text{O}]$ を1.5以下に抑えることによりクラスター状の酸化物系介在物の発生量を最少に抑えることが可能であり、耐HICに顕著な効果が認められることを見出した。

【0051】このためSの上限を0.003%とし、 $[\text{Ca}]/1.25[\text{S}]+0.625[\text{O}]$ の上限を1.5、下限を0.7とした。またSは低い程改善効果が大きく、0.001%以下にすることにより飛躍的に向上する。

【0052】なお、圧延後の鋼板を韌性改善、脱水素等の目的でAc<sub>1</sub>以下の温度に再加熱（焼戻し処理）することは何ら本発明の特徴を損なうものではない。

【0053】

【実施例】転炉-連铸工程で製造した表1の化学成分の鋼を用い、表2のごとく加熱、圧延、冷却の条件を変えて、板厚25~40mmの鋼板を製造した。表3には機械的性質、及び耐HIC特性、耐SSC特性を示す。

【0054】HIC試験は鋼板より表裏面1mm切削した厚さで、幅20mm、長さ100mmの試験片を用い、またSSC試験は厚さ3mm、幅10mm、長さ115mmの試験片を用いて行なった。

10 【0055】試験条件としてはHIC試験は外部応力を負荷せずに行ない、SSC試験は4点曲げ治具により降伏応力に相当するたわみを試験片に負荷した。

【0056】浸漬条件としては25℃のH<sub>2</sub>S飽和で0.5%CH<sub>3</sub>COOH-5%NaCl水溶液（pH約3）中に、HIC試験片は4日間、SSC試験片は21日間浸漬した。浸漬結果を表2に示す。DWTは板厚を19.1mmに減厚して試験を行なった。

【0057】

【表1】

[0058]

区 分	C	Si	Mn	P	As	Ti	Nb	Mo	S	Ca	O	*1 ICP	*2 (T) Ar <sub>3</sub>	*3 (T) Ac <sub>3</sub>
1	0.029	0.17	1.4	0.004	0.030	0.009	0.041	0.13	4	21	20	1.20	765	887
2	0.048	0.23	1.4	0.005	0.028	0.027	0.023	0.22	7	22	21	1.00	759	883
3	0.034	0.23	1.3	0.004	0.050	0.015	0.033	0.34	5	25	40	0.80	772	894
4	0.091	0.20	0.8	0.005	0.067	0.020	0.054	0.19	9	20	33	0.63	782	864
5	0.109	0.24	0.7	0.006	0.019	0.019	0.081	0.42	10	33	35	0.96	783	867
6	0.048	0.19	1.2	0.005	0.030	0.028	0.019	0.33	4	22	24	1.10	772	884
7	0.072	0.21	0.9	0.004	0.052	0.021	0.034	0.20	4	27	29	1.17	783	871
8	0.060	0.22	0.9	0.005	0.033	0.007	0.040	0.26	5	25	31	0.98	788	878
9	0.054	0.20	1.1	0.006	0.021	0.011	0.042	0.29	7	30	36	0.96	777	881
10	0.047	0.20	1.2	0.004	0.087	0.029	0.045	0.37	5	20	36	0.70	772	886
11	0.048	0.19	1.2	0.005	0.030	0.028	0.019	0.33	4	22	24	1.10	772	884
比	0.048	0.19	1.2	0.005	0.030	0.028	0.019	0.33	4	22	24	1.10	772	884
24	0.048	0.19	1.2	0.005	0.030	0.028	0.019	0.33	4	22	24	1.10	772	884
25	0.052	0.20	1.7	0.004	0.031	0.027	0.023	0.21	4	25	21	1.38	736	879
26	0.049	0.21	1.1	0.017	0.030	0.029	0.045	0.30	5	27	27	1.17	779	884
27	0.061	0.18	1.2	0.005	0.027	0.025	0.007	0.19	5	25	30	1.00	766	874
28	0.039	0.19	1.4	0.005	0.041	0.030	0.033	0.22	6	52	27	2.13	762	885
29	0.047	0.20	1.2	0.005	0.035	0.021	0.029	0.18	8	15	36	0.46	772	881

[Ca]

\*1 ICP =

1.25 (S) + 0.625 (O)

\*2 Ar<sub>3</sub> = 868 - 396C + 24.6Si - 68.1Mn - 36.1Ni - 20.1Cu + 24.8Cr

\*3 Ac<sub>3</sub> = 910 - 203√C - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W

[表2]

(6)

9

特開平6-25743

10

表2-1

区分	鋼	再加熱 溫度 (°C)	途 中 冷 却			
			移送厚 (mm)	冷却開始 表面溫度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止 表面溫度 (°C)
本 発 明 鋼	1	1200	150	1000	10	500
	2	1200	150	1000	15	450
	3	1100	150	950	15	400
	4	1050	150	920	20	300
	5	1250	150	1000	30	500
	6	1200	150	1000	8	650
	7	1150	150	980	35	600
	8	1100	150	950	15	500
	9	1200	150	1000	15	400
	10	1200	150	1000	10	400
比 較 鋼	11	1200	150	—	—	—
	12	1300	150	1000	10	500
	13	980	150	900	10	600
	14	1150	80	970	20	450
	15	1200	150	850	15	400
	16	1200	150	950	2	650
	17	1150	150	950	50	550
	18	1200	150	1000	25	730
	19	1200	150	1000	10	650
	20	1150	150	1000	15	600
	21	1200	150	1000	20	500
	22	1200	150	1050	10	450
	23	1250	150	1000	15	390
	24	1200	150	950	15	520
	25	1200	150	1000	10	520
	26	1200	150	1000	10	500
	27	1200	150	1000	10	450
	28	1200	150	1000	10	400
	29	1200	150	1000	10	500

表2-2

区 分	仕 上 圧 延						加 速 冷 却		
	鋼	仕上圧延 開始温度(℃) (表面) (1/2t)	各バス 平均圧 延真歪	仕上終了 板厚平均 温度(℃)	仕上厚 (mm)	仕上圧延 累積圧下 率 (%)	冷却速度 (℃/s)	冷却停止 板厚平均 温度(℃)	
本 発 明 鋼	1	850	940	0.15	830	30	80	10	500
	2	830	930	0.15	840	30	80	10	470
	3	810	920	0.15	820	35	77	15	430
	4	750	930	0.13	810	30	80	15	370
	5	780	940	0.12	830	40	73	7	540
	6	800	930	0.15	840	35	77	25	510
	7	800	900	0.15	830	35	77	35	470
	8	780	920	0.12	820	30	80	15	430
	9	830	940	0.15	820	35	77	15	450
	10	830	930	0.15	820	25	83	10	490
比 較 鋼	11	900	940	0.15	810	35	77	10	450
	12	840	930	0.15	820	35	77	10	430
	13	770	870	0.15	790	35	77	10	480
	14	820	920	0.18	830	35	56	15	510
	15	750	810	0.15	740	35	77	20	470
	16	840	940	0.17	820	35	77	35	530
	17	720	750	0.15	690	35	77	10	470
	18	850	980	0.15	900	35	77	15	430
	19	890	940	0.15	850	35	77	20	520
	20	820	920	0.25	830	35	77	25	500
	21	800	910	0.15	820	35	77	2	490
	22	810	900	0.15	810	35	77	50	420
	23	730	930	0.15	840	35	77	10	600
	24	750	910	0.10	820	35	77	15	320
25	780	920	0.15	830	30	80	25	480	
26	790	910	0.15	820	25	83	10	510	
27	770	890	0.15	810	40	73	15	500	
28	800	880	0.15	800	30	80	15	450	
29	790	910	0.15	820	30	80	10	460	

表3

区分	鋼	機 械 的 性 質				耐 HIC特性	耐SSC特性
		YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	1/2t-C vTrs(℃)	DWT 85% FATT(℃)	HIC-UST 欠陥 面積率 (%)	Crack発生 有 無
本 発 明 鋼	1	43.2	52.1	-135	-64	0	○
	2	49.9	60.3	-120	-51	0	○
	3	44.4	53.2	-132	-63	0	○
	4	45.4	56.3	-125	-58	0	○
	5	46.7	55.4	-121	-52	0	○
	6	43.2	53.2	-121	-50	0	○
	7	45.5	56.3	-124	-57	0	○
	8	45.1	54.7	-125	-57	0	○
	9	44.4	55.1	-134	-61	0	○
	10	44.2	54.3	-140	-65	0	○
比 較 鋼	11	44.0	53.2	-92	-30	0	○
	12	44.1	52.4	-70	-25	0	○
	13	40.3	47.9	-80	-22	0	○
	14	43.0	51.3	-82	-29	0	○
	15	43.2	54.2	-123	-55	20	×
	16	45.0	54.2	-95	-37	0	○
	17	41.1	53.0	-73	-19	52	×
	18	42.8	52.9	-88	-27	0	○
	19	45.0	53.3	-95	-39	0	○
	20	45.1	54.3	-87	-37	0	○
	21	41.8	50.4	-73	-28	31	×
	22	47.7	56.8	-45	-15	63	×
	23	41.7	50.7	-127	-58	15	×
	24	46.5	55.6	-62	-21	35	×
	25	45.0	55.1	-32	-18	25	×
	26	44.2	54.3	-40	-19	24	×
	27	49.8	61.4	-33	-12	0	○
	28	42.9	53.3	-49	-24	21	×
	29	41.6	53.5	-120	-54	63	×

【0061】比較鋼中、鋼11は圧延途中に冷却を行なわない従来方法であり、本発明鋼に比べて低温靱性が劣る。鋼12は加熱温度が高いために、低温靱性が劣化する。鋼13は逆に加熱温度が低いために、強度、低温靱性が劣化する。鋼14は仕上圧延における累積圧下率が低いために低温靱性が劣化する。

【0062】鋼15は圧延途中冷却の冷却開始表面温度が低いために、圧延終了温度がA<sub>r</sub>以下となり、耐サワー特性が劣化する。鋼16は圧延途中冷却の冷却速度が小さいために、仕上圧延での変形抵抗差による強圧下効果が小さく、低温靱性が劣化する。鋼17は逆に冷却速度が大きいために圧延終了温度がA<sub>r</sub>以下となり、耐サワー特性が劣化する。

【0063】鋼18は圧延途中冷却の冷却停止表面温度が高いために仕上圧延開始時の板厚中心部温度が $\gamma$ 未再結晶温度域まで下がらず、鋼19は仕上圧延開始表面温

度が高いために強圧下効果が小さく、鋼20は仕上圧延での各バス平均圧延真歪が大きいために、強圧下効果が効かず、低温靱性が劣化する。

【0064】鋼21は圧延終了後の加速冷却の冷却速度が小さいために、鋼22は逆に冷却速度が大きいために、鋼23は加速冷却停止温度が高いために、鋼24は逆に冷却停止温度が低いために耐サワー特性が劣化する。

【0065】鋼25はMnが高いために、鋼26はPが高いために耐サワー特性が劣化する。鋼27はNbが低いために低温靱性が劣化する。鋼28はICPが高いために、鋼29は逆にICPが低いために耐サワー特性が劣化する。

【0066】

【発明の効果】本発明により、低温靱性に優れた耐サワー鋼板を大量かつ安価に製造することが可能になった。

その結果、耐サワー鋼管を主とするサワー環境用鉄鋼構造物の安全性を大きく向上させることができた。

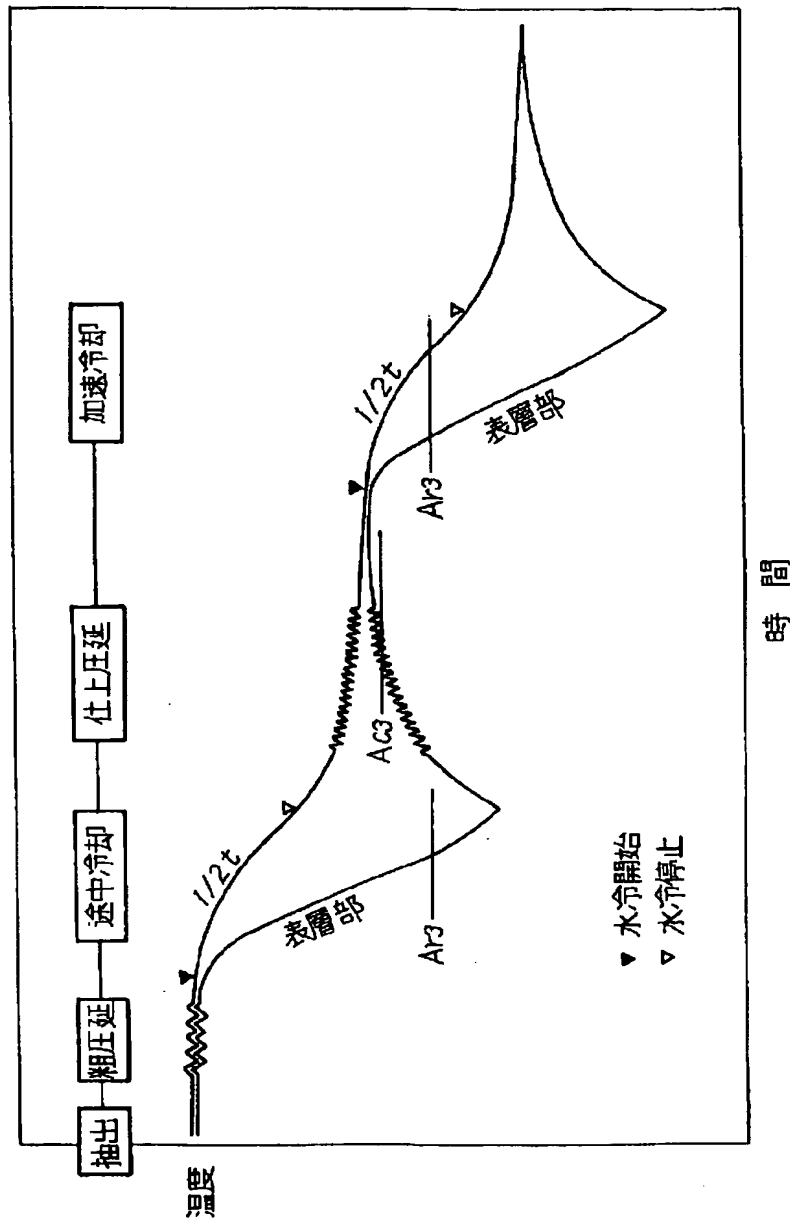
【図面の簡単な説明】

【図1】 鋼板製造プロセスにおける鋼板表面と板厚中心\*

\* 部の温度履歴模式図表である。

【図2】  $\alpha$ と $\gamma$ の組織の差による変形抵抗差を示す図表である。

【図1】



【図2】

